

技術報告

強圧下圧延技術の開発と氷海域用厚手
50 kgf/mm² 級高張力鋼の製造への適用山場 良太*・都築 岳史*・富田 幸男*
大山 登*²・伊藤亀太郎*³Development of High Shape Factor Rolling Technology and Its Application
to Manufacturing Thick Steel Plates with 50 kgf/mm² Grade High Tensile
Strength for Arctic ServiceRyota YAMABA, Takeshi TSUZUKI, Yukio TOMITA,
Noboru OYAMA and Kametaro ITOH

Synopsis:

Improvement of toughness at the mid-thickness of thick rolled steel plate (more than 50 mm) and manufacturing procedure for getting uniform properties over the whole thickness position were studied.

High shape factor rolling (large roll diameter and large reduction per pass) at non-recrystallization region brought about excellent toughness at the mid-thickness. We studied by simulation experiment and rigid plastic finite element method (FEM) analysis, and showed that high shape factor rolling increased rolling effect and resulted in fine ferrite grain size at the mid-thickness.

Excessive high shape factor rolling made recrystallization of austenite grain, and toughness deteriorated. Consequently, choice of appropriate rolling temperature and rolling pass schedule is important.

The thick steel plates with 50 kgf/mm² grade high tensile strength made by applying high shape factor rolling technology have excellent toughness at base plate over the whole thickness position and at welded joints, and can be used for arctic service.

Key words: rolling; steel for low temperature service; toughness; grain size; rolling shape factor; thick plate.

1. 緒 言

近年、溶接構造物に使用される鋼材には、産業動向を反映して、ますます厳しい要求が行われるようになった。特に、海洋石油掘削分野では開発地域が気象の厳しい北海から極寒の北極海にまで拡大されており、構造物の安全性のため、母材、溶接部共に -60°C とか -70°C のとき低温での靱性保証が必要とされている¹⁾。

溶接部低温靱性の向上に対しては、炭素当量の低下が有効である。そのため、制御圧延、制御冷却を駆使する加工熱処理技術が開発され、当社においても造船、海洋構造物等の分野で多大な成果を挙げている^{2)~12)}。

従来、制御圧延に関しては多くの研究がなされている¹³⁾¹⁴⁾。このような研究の成果を応用して製品を製造する場合、板厚方向の特性差、特に、板厚中心部の低温

靱性の低下についての論議はあまりなかった。しかしながら、板厚 50 mm を超える厚鋼板では、板厚方向の特性差が顕著になり、板厚全体で低温靱性の優れた鋼板を得るには、板厚中心部の低温靱性向上につき対策が必要となる。一般的に、この板厚中心部の低温靱性の低下は板厚中心部の圧延温度が表層に比し高いためであり、表面温度で管理する限り回避不可能な問題と考えられてきた。

しかし、一方では板厚中心部と 1/4 t 部の温度差はあまり大きくないのに低温靱性に有意差があるといった事実もあり、必ずしも板厚方向の温度差のみでは説明しきれない。そこで、厚鋼板の板厚方向の低温靱性を支配する要因を明らかにすると共に、板厚中心部の低温靱性を改善する方策を検討した。さらに、この技術を用いて製造した氷海域海洋構造物用鋼の特性につき以下述べる。

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 11 月 12 日受付 (Received Nov. 12, 1986)

* 新日本製鉄(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp., 5-3 Tokaimachi Tokai 476)

*² 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)厚板条鋼研究センター (現: 新日本製鉄(株)厚板技術部) (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Now Plate Technical Division, Nippon Steel Corp.)

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は250 t 転炉で溶製した190 mm 厚の連続铸造铸片である。化学成分を Table 1 に示す。継手靱性向上のために Cu と Ni を添加すると共に、溶接部オーステナイト粒微細化のため Ti を添加している。また、制御圧延を一層有効にして母材の靱性向上を図り、しかも溶接継手靱性の低下を極力抑制するため、極微量の Nb を添加している。

2.2 未再結晶域圧下条件と低温靱性との関係調査

未再結晶域圧下条件の低温靱性への影響を明らかにするため、圧延温度、圧延パススケジュール、圧延ロール径を変化させた。加熱温度は初期オーステナイトを細粒とするため960℃とし、仕上げ厚の関係から、未再結晶域圧延のみとした。圧延仕上げ温度は750～690℃の間に变化させ、その後450～550℃まで制御冷却を施し空冷した。圧延パススケジュールは1パスの圧下率を変化させ、190 mm から75 mm までを4～17パスで圧延した。また、ロール径の影響をみるため、430, 840 および1200 mmφのロール径を有する圧延機にて圧延を施した。これらの75 mm 鋼板につき、機械的性質、フェライト粒度を調査した。

2.3 未再結晶域圧延条件とフェライト粒度との関係

未再結晶域での圧下率、圧延温度がフェライト粒度に及ぼす影響を明らかにするため、1パスでの圧延を施した。仕上厚が10 mm となるように圧延前板厚を変化させて、1パスの圧下率を10～60% とした。加熱温度は950℃と1050℃、圧延温度は700～900℃で、圧延後

空冷した。これらの試験片につきフェライト粒度を測定した。

2.4 圧延時の板厚内部の応力-ひずみ分布解析

圧延の影響を検討するため、スラブに丸棒を埋め込みその変形を観察する方法、および剛塑性有限要素法¹⁵⁾¹⁸⁾による計算を行い、圧延中の応力、ひずみを解析した。

前者の方法では Fig. 1 に示すように190 mm 厚スラブの表面下7 mm, 1/4*t*, 1/2*t*, 3/4*t* および裏面7 mm に同一スラブから加工した6.9 mmφの丸棒を埋め込んで圧延した。圧下条件として式(1)で表される圧延形状比を0.1～1.1の範囲で3段階に変化させ、仕上板厚75 mm として丸棒の変形挙動を観察した。

圧延形状比

$$m = ld/h_m = 2\sqrt{R(t_0 - t_i)} / (t_0 + t_i) \quad \cdots (1)$$

ld: 投影接触弧長 *h_m*: 平均板厚

R: ロール半径

t₀: 圧延入側厚 *t_i*: 圧延出側厚

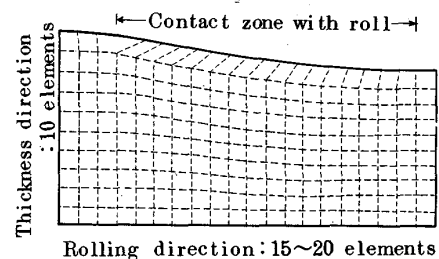


Fig. 2. Element division of rigid plastic FEM.

Table 2. Calculating conditions of rigid plastic FEM.

Temperature distribution	$850 - \frac{400}{t_0^2} \left(t - \frac{t_0}{2} \right)^2$ (°C)
Coefficient of friction	0.3
Revolutions per minute of roll	10~15 (rpm)
Constitutive equations	$\sigma = 1.72 \times 10^{-5} \dot{\epsilon}^{0.00323} \exp\left(\frac{2515}{T}\right) \rho^{1/2}$ $\rho = 3.14 \times 10^9 \exp\left(\frac{1640}{T}\right) \times \left[1 - \exp\left\{ -31.9 \epsilon \exp\left(-\frac{1640}{T}\right) \right\} \right]$ $+ 1.0 \times 10^9 \exp\left\{ -31.9 \epsilon \exp\left(-\frac{1640}{T}\right) \right\}$

t: Distance from surface (mm), *t₀*: Plate thickness (mm)
σ: Stress (kgf/mm²), *ε̇*: Strain rate (s⁻¹), *ε*: Strain,
T: Temperature (°C)

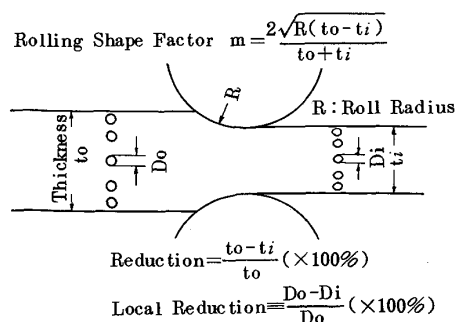


Fig. 1. Schematic illustration of experimental method.

Table 1. Chemical composition of steel used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	<i>C_{eq}</i> ^{IIW}
0.06	0.23	1.31	0.006	0.002	0.47	0.71	0.007	0.009	0.36

$$C_{eq}^{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15$$

後者の剛塑性有限要素法による変形状態の計算では、Fig. 2 に示すように、板厚方向 10、圧延方向 15~20 の要素分割を行った。計算条件は Table 2 に示すような板厚方向の温度分布を前提とし、摩擦係数 0.3、ロール回転数 10~15 rpm、材料の構成式は、パス間の回復が考慮できるように転位密度 ρ を介して¹⁹⁾応力、ひずみを表している²⁰⁾。

3. 実験結果および考察

3.1 低温靱性と未再結晶域圧下条件との関係

Fig. 3 に圧延条件 (温度、圧下スケジュール) を一定とした場合の圧延ロール径と低温靱性との関係を示す。板厚位置が $1/2t$ 、 $1/4t$ 部いずれの低温靱性も圧延ロール径が大きくなるとともに向上するが、十分大きなロール径では $1/4t$ の靱性向上代が飽和し、 $1/2t$ と $1/4t$ の靱性差が小さくなる。

次に低温靱性と圧延パス数との関係を見たのが Fig. 4 である。190 mm から 75 mm への圧延パス数が少ないほど、すなわち一回の圧下量が大いほど低温靱性が改善される。ただし、Fig. 4 のパス数の影響の中にはパス数の減少により全圧延時間が減少する影響が重畳していることが考えられる。そこで圧延時間の効果とパス数の影響を分離するため、パス数は同じにして、パス間時

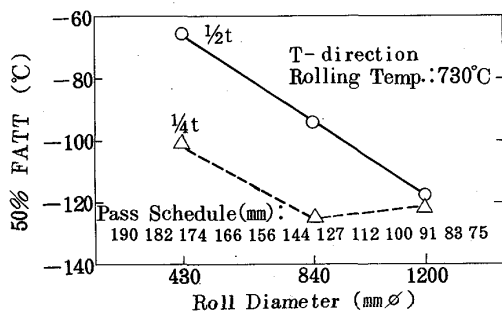


Fig. 3. Effect of roll diameter on toughness.

Pass Schedule (mm)
 I : 190 184 178 170 164 158 152 142 130 120 110 103 97 91 86 80 75
 II : 190 188 175 168 161 154 147 135 121 106 93 83 75
 III : 190 182 174 166 156 144 127 112 100 91 83 75

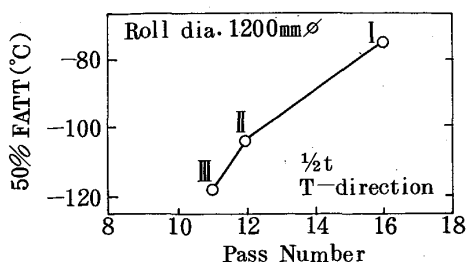


Fig. 4. Influence of rolling pass number on toughness.

間を 15~40 s に変化させ、圧延噛込みから圧延仕上げまでの時間の影響を調べた。Fig. 5 に低温靱性と圧延時間の関係を示す。図より明らかなようにこのような条件の厚板の圧延では、圧延時間は低温靱性に影響が小さいことがわかる。従つて、Fig. 4 の圧延パス数の減少による低温靱性の向上は、1パスの圧下率が増加することによると考えてよい。

以上、同じ圧延条件でもロール径を大きくしたり、一回の圧下量を大きくすると低温靱性が向上するが、このロール径、圧下量を大きくすることは式 (1) に示す圧延形状比を大きくすることであり、圧延形状比と低温靱性に関係があると考えられ、後に考察する。

Fig. 6 に板厚中心部の低温靱性と未再結晶域圧延温度の関係を示す。図から圧延温度が低下するほど低温靱性が向上するがこれは制御圧延において一般に見られる

Steel	Rolling starting temperature (°C)	Rolling finishing temperature (°C)	Inter-pass time (s)	Total rolling time (s)
A	730	740	15	100
B	730	734	20	140
C	730	723	40	280
Pass schedule	190-173-147-127-112-100-90-82-75(mm)			

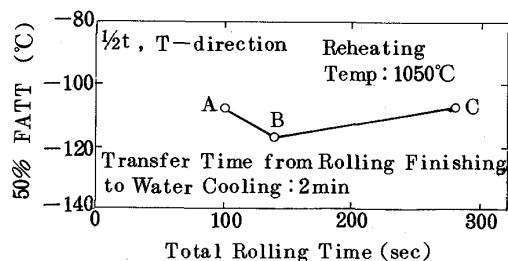


Fig. 5. Influence of total rolling time on toughness.

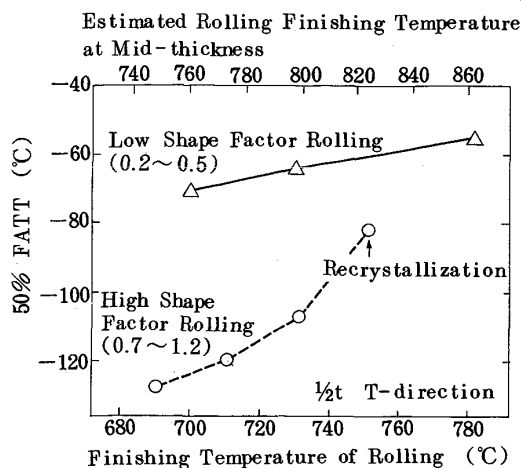


Fig. 6. Influence of rolling conditions on toughness.

現象である。図には各パスの形状比が0.7~1.2と高い場合と0.2~0.5と低い場合の結果も示している。高形状比圧延が優れた低温靱性をもたらすことが明瞭である。

3.2 未再結晶域圧延条件とフェライト粒度との関係

一般に、制御圧延はフェライト粒の細粒化をもたらして低温靱性を向上させることはよく知られた事実である。ここで制御圧延、制御冷却で製造した本成分系の厚手海洋構造物 50 kgf/mm² 鋼について得た低温靱性とフェライト粒度の関係を Fig. 7 に示す。本図には各種

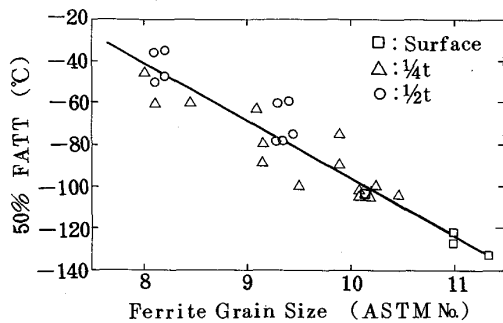
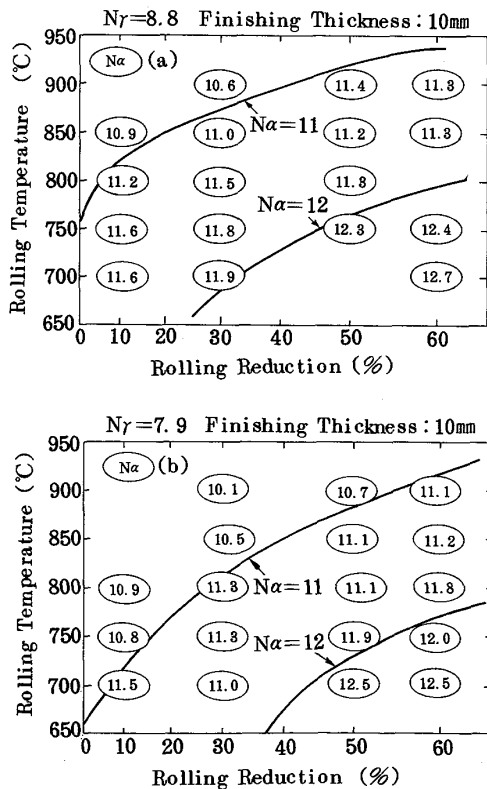


Fig. 7. Influence of ferrite grain size on toughness.



(a) Reheating temperature: 950°C (b) Reheating temperature: 1050°C

Fig. 8. Variation of ferrite grain size with rolling conditions.

の圧下条件および板厚位置の異なるものが含まれるがこれらに関係なく低温靱性とフェライト粒度により相関があり、制御圧延、制御冷却においてもフェライトの細粒化を図ることが、低温靱性の向上に必要であることがわかる。

そこで、フェライトが細粒化される圧延条件を明らかにするため、1パス圧延にて圧下率、圧延温度とフェライト粒度の関係を加熱温度 950°C と 1050°C の2水準で調べた。この結果を Fig. 8 (a) (b) に示す。Fig. 8 より明らかなように、圧延温度が低下するほど、および圧下率が大きくなるほど細粒フェライトが得られる。また、加熱温度が 950°C の場合、1050°C と比べ初期粒が小さいため、同じ圧延温度、圧下率ではより細粒が得られる。

このように未再結晶域において、圧延温度を低下するほど、また圧下率を大きくするほど細粒のフェライトが得られるが、これらは吉江ら²⁰⁾のいう低温ほどパス間の回復が小さいことと、大内ら²¹⁾のいう有効結晶粒界面積の増加で説明できると考えられる。

3.3 圧延による板厚内部の応力-ひずみ分布と低温靱性

3.1 項で述べた、強圧下圧延、ロール大径化により、板厚中心部の低温靱性が向上する理由を明らかにするため、圧延中の板厚内部の応力-ひずみの分布を調べた。

まず最初に、Fig. 1 に示す方法で測定した埋込み丸棒の板厚方向変形状況を Fig. 9 に示す。縦軸の局部変形率は Fig. 1 中に定義したように、丸棒の圧延前後の変形割合から求めた。図から丸棒の局部変形率は板表面に比し板厚中心部では小さいこと、圧延形状比を大きくすると板厚中心部の局部変形率が大きくなること、各パスの圧延形状比が0.5~1.1の範囲にある圧延では表面から板厚中心までほぼ均一な変形が得られていることがわかる。

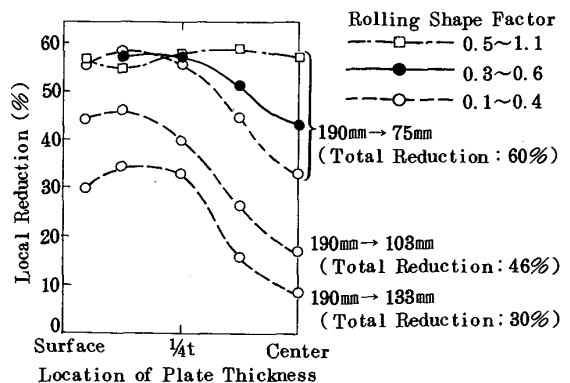


Fig. 9. Distribution of local reduction and effect of rolling shape factor.

すなわち、このことは1パスの圧下を大きくすることにより、厚手鋼板でも圧延の効果を板厚中心部まで及ぼすことができるということを示している。

ここで1パス圧延および複数パス圧延時の(板厚中心部の局部変形率/全圧下率)と(圧延形状比)との関係を見たのが Fig. 10 である。ほぼ1本の線で整理できる。この図は形状比が大きくなるほど板厚全体の圧下率に対する板厚中心部の変形の割合が増加すること、形状比が1以上では板厚中心部も板厚全体の圧下率と同等になることを示している。これらの関係を定式化したのが式(2)、(3)である。

$$f(m) = -0.9m^2 + 1.96m \quad (m < 1.1) \quad \cdots \cdots (2)$$

$$f(m) = 1.07 \quad (m \geq 1.1) \quad \cdots \cdots (3)$$

m : 圧延形状比

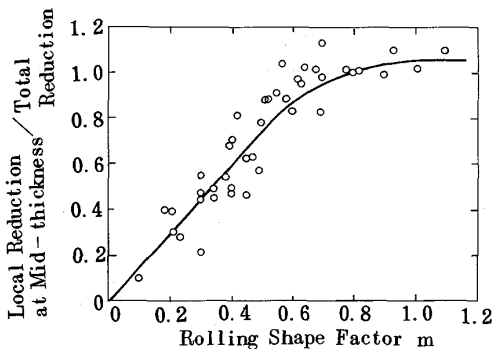


Fig. 10. Effect of rolling shape factor on local reduction at the mid-thickness.

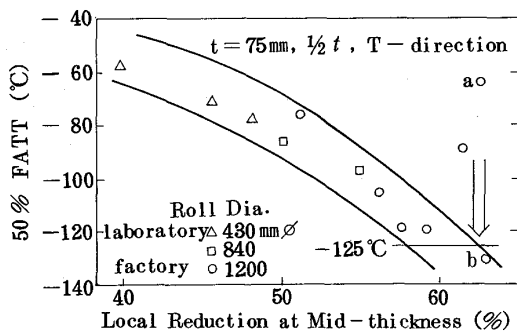


Fig. 11. Effect of local reduction at the mid-thickness on toughness.

本式を用いて複数(n)パスにおける板厚中心部局部変形率を式(4)のように求めることができる。

n パス後の板厚中心部局部変形率

$$= 1 - \prod_{i=1}^n [1 - r_i f(m_i)] (\times 100\%) \quad \cdots \cdots (4)$$

r_i : i 番目パスの圧下率(/100%)

m_i : i 番目パスの圧延形状比

この式によつて計算した局部変形率と低温靱性との関係を Fig. 11 に示す。局部変形率が大きくなるほど低温靱性が向上する。局部変形率とフェライト粒度との関係を示したのが Fig. 12 である。局部変形率の増加とともにフェライトが細粒になつている。すなわち、強圧下圧延によつて板厚中心部まで大きな圧下がかかり、フェライトの細粒化が生じ、低温靱性が向上すると考えられる。

Fig. 11 中局部変形率が60%を超えたところでaで示す低温靱性の著しく低下する場合がある。Photo. 1aにこのミクロ組織を示すが、フェライト粒度番号9.1と粗粒になつていることがわかる。一般にオーステナイト域の圧延において、未再結晶から再結晶へ変わる臨界の圧下量が存在することはよく知られた事実である²²⁾。本実験のa材の板厚中心部は約850°Cであり、a材の粗粒化は強圧下圧延により再結晶が生じたためと考えられる。そこで、板厚中心部において800°C付近まで低下させた条件での低温靱性を調査したところ、Fig. 11 中bで示すデータが得られ、Photo. 1bのミクロ組織のように微細になつていることがわかる。

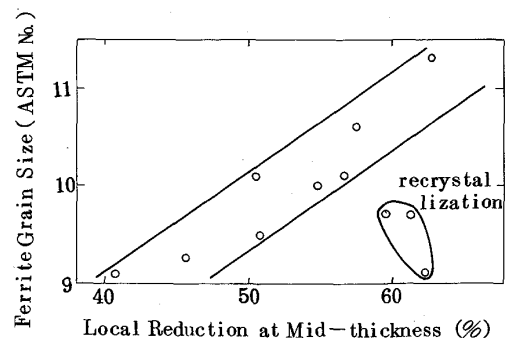
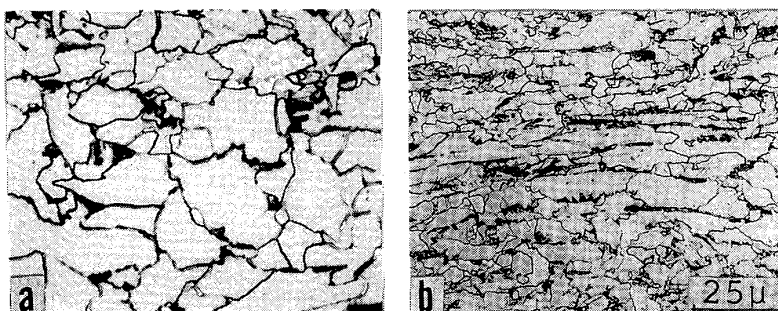


Fig. 12. Effect of local reduction on ferrite grain size.



a: 730°C rolling (recrystallization)
b: 680°C rolling (non-recrystallization)

Photo. 1. Optical micrographs of high shape factor rolling steels.

以上のことから、強圧下圧延は低温靱性向上に有効であるが、未再結晶と再結晶の限界線にかかる可能性がある場合には圧延温度を下げることににより、未再結晶域内で圧延を施すことが必要であるといえる。

上に述べた丸棒埋込み方式による変形測定結果と実際の圧延時の板厚内変形を比較すると、本実験の場合スラブと丸棒は固着していないため、圧延方向に引張応力が働くと、両者の間に空隙ができるが実際の圧延ではこのようなことは生じない。

そこで剛塑性有限要素法によりさらに厳密に応力、ひずみを計算した。計算条件は Table 3 に示すようにパススケジュールは同じにして、ロール径を変えた場合と、ロール径を同じにして、パススケジュールを変えた場合について行つた。なお、ここではパス間の回復は考慮しているが、再結晶は生じないものと仮定した。Fig. 13

Table 3. Rolling conditions used in rigid plastic FEM.

	Roll diameter (mm ϕ)	Revolution per minute (rpm)	Pass schedule (mm) (rolling shape factor)	Number of divisions of rolling direction
A	1 200	10	190-156-126-100-75 (0.83)(0.95)(1.11)(1.40)	20
B	840	15	190-156-126-100-75 (0.69)(0.80)(0.92)(1.17)	20
C	1 200	10	190-178-167-156 (0.46)(0.47)(0.50)	15

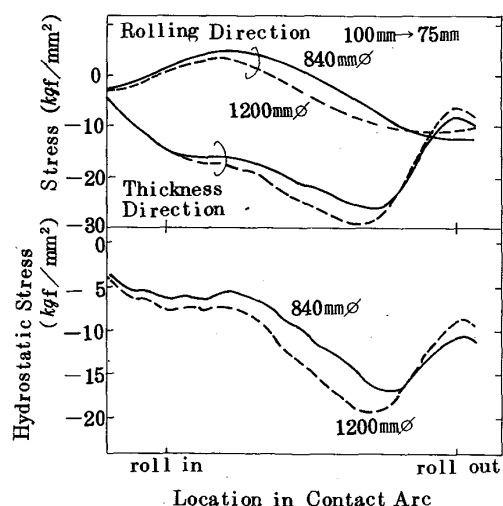


Fig. 13. Effect of roll diameter on stress at the mid-thickness.

に計算結果を示す。Fig. 13 は圧延各パスにおける圧延方向、板厚方向の応力および静水圧応力を示したもので2種のロール径につき計算している。ロール径の大きい方が圧延方向の圧縮応力と板厚方向の圧縮応力が増加し、静水圧応力が増加している。Fig. 14 は 190 mm から 156 mm まで 1 パスで圧延した場合と 3 パスで圧延した場合の各板厚位置での相当ひずみを示したものである。どちらも板厚中心部の相当ひずみは変わらないが、表面側の相当ひずみはパス数の多い方が増加している。また、Fig. 15 は 167 mm から 156 mm へおよび 190 mm から 156 mm へ圧延した場合の圧延出側での各板厚位置の圧延方向の応力を示したものである。形状比の小さい前者は板厚中心が引張応力になるのに対し、後者は板厚中心が圧縮応力となつている。これらは丸棒の埋込みの実験結果および極厚鋼板のポロシティ圧着²³⁾などで得られた応力状態と定性的に一致している。ただし、板厚中心部では相当ひずみが形状比によつてほとんど変わら

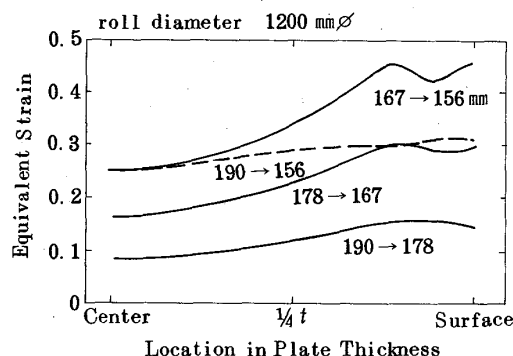


Fig. 14. Effect of reduction per pass on equivalent strain.

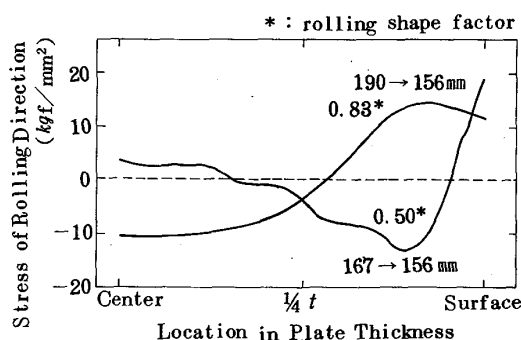


Fig. 15. Effect of rolling shape factor on stress distribution of rolling direction.

Table 4. Manufacturing conditions of high toughness plate.

Slab thickness (mm)	Reheating temperature (°C)	Rolling starting temperature (°C)	Rolling finishing temperature (°C)	Rolling pass number	Average rolling shape factor	Water cooling finishing temperature (°C)	Plate thickness (mm)
190	960	680	690	5	1.0	410	75

ない。一方、これまで述べてきたように強圧下圧延によつて低温靱性が向上するのは事実である。従つて、厚手鋼板の板厚中心部低温靱性に対する引張応力と圧縮応力の影響、静水圧応力の影響の解明、さらにせん断ひずみが板厚上下で非対称になっている可能性の検証などが今後残された課題である。

Table 5. Mechanical properties of trial plate.

Testing location	Testing direction	YP (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	50%FATT (°C)
Surface -7 mm	T	—	—	—	-125
1/4 t	T	47.0	56.3	32	-127
1/2 t	T	46.1	55.7	31	-129

3・4 強圧下圧延による高靱性鋼板の試作

Table 1 に示す供試材につき、Table 4 の製造条件にて板厚 75 mm の鋼板を圧延した。圧延後制御冷却を施し、410°C で冷却停止した。この鋼板の母材の機械的性質を Table 5 に示す。全板厚にわたつて優れた低温靱性が得られている。

3・5 氷海域海洋構造物用 HT 50 の特性

前項の検討結果に基づき、氷海域で使用可能な HT 50 を Table 6 に示す条件で製造し、溶接性を調査した。化学成分を Table 7 に、母材の機械的性質を Table 8 に、溶接条件を Table 9 に示す。鋼板の圧延条件は圧延幅を大きくする必要上、圧延形状比として 0.3~0.9 であり今回の検討条件よりやや小さめの圧延条件であつたが、全厚で -100°C 以下の 50% FATT が得られている。また、溶接継手靱性を Fig. 16 に示すが、溶接入

Table 6. Manufacturing conditions of high toughness plate for arctic service.

Slab thickness (mm)	Reheating temperature (°C)	Rolling starting temperature (°C)	Rolling finishing temperature (°C)	Rolling pass number	Average rolling shape factor	Water cooling finishing temperature (°C)	Plate thickness (mm)
190	960	740	730	12	0.7	490	75

Table 7. Chemical composition of base plate (wt%).

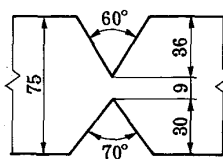
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	C _{eq} ^{IIW}
0.07	0.25	1.30	0.007	0.002	0.47	0.72	0.007	0.008	0.37

$$C_{eq}^{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15$$

Table 8. Mechanical properties of base plate.

Thickness location	Testing direction	YP (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	RA (%)	FATT (°C)	vE-80 (kgf·m) (Ave./Min.)	vE-100 (kgf·m) (Ave./Min.)
Surface -6 mm	L T	—	—	—	—	-116 -115	27.6/26.8 25.8/23.1	21.6/17.9 22.2/20.7
1/4 t	L T	43.3 42.1	52.1 52.2	36 36	77 78	-140 -140	33.0/32.0 29.6/29.3	24.7/22.6 26.7/24.6
1/2 t	L T	45.0 40.9	53.3 51.6	38 34	79 72	-104 -104	20.5/16.3 23.0/21.6	17.7/14.0 16.0/12.1

Table 9. Welding conditions of submerged arc welded joint.

Welding method	Edge preparation	Welding conditions					
		Electrode	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Distance between L and T (mm)	Heat input (kJ/cm)
SAW		L	850	36	50	30	75
		T	800	40			

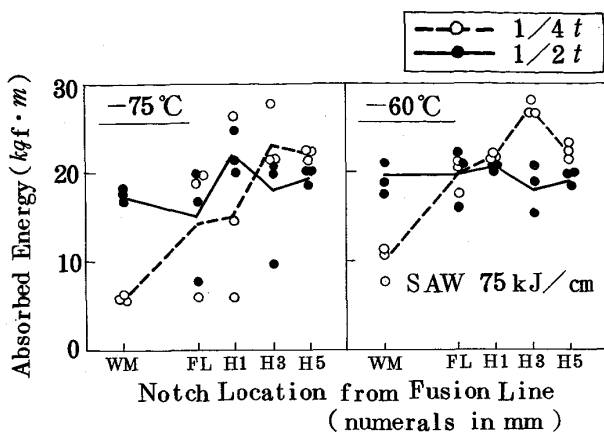


Fig. 16. Notch toughness (vE_{-60} & vE_{-75}) distribution of welded joints (Heat input=75 kJ/cm).

熱 75 kJ/cm の場合、 -75°C でも良好な継手靱性が得られている。

4. 結 言

板厚 50 mm を超える厚手鋼板の板厚中心部低温靱性向上のため、強圧下圧延技術を開発し、良好な特性を有する氷海域海洋構造物用鋼板を製造可能とした。今回得られた結果をまとめると、以下ようになる。

(1) 未再結晶域において 1 パスの圧下率の大きい強圧下圧延および圧延ロール径を大きくすることにより圧延形状比の大きい圧延を行うと、板厚中心部まで含めて低温靱性を向上させることが可能である。

(2) これは強圧下圧延により板厚中心部まで十分な圧下を行うことができフェライト粒の細粒化が達成できるためである。

(3) ただし、強圧下圧延により未再結晶域と再結晶域の境界にかかる場合、未再結晶域内で圧延を実施することが必要である。

(4) 本技術を用い氷海域用鋼板の製造を行い優れた特性を有することを確認した。

終わりに、本研究を進めるに際し、種々御協力いただいた新日鉄名古屋製鉄所岡本健太郎博士に感謝致します。また、有限要素法に関し、御指導、計算をしていただきました、京都工芸繊維大学森謙一郎博士に深く感謝

致します。

文 献

- 1) 原沢秀明:「海洋構造物への適用」新しい製造法による鋼材 (TMCP 鋼) の溶接構造物への適用に関するシンポジウムテキスト (昭和 58 年 11 月)
- 2) 尾上泰光, 梅野正紀, 万谷興亜, 十河泰雄, 酒井和夫, 岩永 健, 森川博文: 製鉄研究, **309** (1982), p. 18
- 3) 長谷川俊永, 森川博文, 藤井利光, 関根 寛, 尾上泰光: 鉄と鋼, **67** (1981), S1335
- 4) 田向 陵, 尾上泰光, 中島浩衛, 梅野正紀, 岩永 健, 笹治 峻: 鉄と鋼, **67** (1981), S1334
- 5) 日本造船研究協会, SR 193 共同研究参考資料集 (1982)
- 6) H. SUZUKI, Y. SOGO, K. IWANAGA, R. YAMABA and K. MAEDA: IIW Doc. IX1314 (1984)
- 7) 服部恵一, 田中淳夫, 岡本健太郎, 富田幸男, 津田幸夫, 山場良太, 土師利昭, 伊藤亀太郎: 製鉄研究, **314** (1984), p. 19
- 8) 都築岳史, 富田幸男, 山場良太, 田中淳夫, 岡本健太郎: 鉄と鋼, **70** (1982), S717
- 9) Y. TOMITA, R. YAMABA, K. OKAMOTO, K. HATTORI, H. NAKAO and K. ITOH: 4th International Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE), Symposium, 2 (1985), p. 328
- 10) 富田幸男, 山場良太, 岡本健太郎: 鉄と鋼, **68** (1982), S484
- 11) 都築岳史, 富田幸男, 山場良太, 木下浩幸, 田中淳夫, 岡本健太郎, 吉江淳彦, 高石昭吾: 鉄と鋼, **71** (1985), S1385
- 12) 田中淳夫, 服部恵一, 中尾仁二, 富田幸男, 岡本健太郎, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, **69** (1983), S1241
- 13) 例えば, 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, 制御圧延技術の基礎とその展開 (第 2 回高温変形シンポジウム) (1980)
- 14) 鋼の熱間加工の金属学 (日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1982)
- 15) 森謙一郎, 小坂田宏造: 塑性と加工, **27** (1986), p. 89
- 16) 小坂田宏造: 機械の研究, **35** (1983), p. 1192
- 17) 小坂田宏造: 機械の研究, **35** (1983), p. 1305
- 18) 森謙一郎, 小坂田宏造, 福田正成: 昭和 60 年度塑性加工春期講演会講演論文集 (1985), p. 17
- 19) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1392
- 20) 吉江淳彦, 尾上泰光, 藤井利光, 寺沢 健, 瀬沼武秀: 鉄と鋼, **71** (1985), S1500
- 21) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI and T. OKITA: Proc. Microalloying 75, (1975), p. 107 [Union Carbide Corp., New York]
- 22) C. OUCHI, T. SAMPEI, T. OKITA and I. KOZASU: Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE (1976), p. 316 [AIME]
- 23) 中尾仁二, 青木 至, 山場良太, 川合重之, 間淵秀里, 高石昭吾: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1708